

дистых сталях диффузионную зону, состоящую из диборида титана и борида железа, обладающую повышенной микротвердостью. На углеродистых сталях получены боротитанированные покрытия, которые обладают в два раза большей износостойкостью, чем одно- и двухфазные боридные слои.

ЛИТЕРАТУРА

1. Самсонов, Г. В. Тугоплавкие соединения / Г. В. Самсонов, И. М. Винницкий. – М.: Металлургия, 1976. – 555 с.
2. Самсонов, Г. В. Тугоплавкие покрытия / Г. В. Самсонов, А. П. Эпик. – М.: Металлургия, 1973. – 399 с.
3. Диффузионное насыщение бором и титаном / Г. В. Земсков [и др.] // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1966. – №7. – С. 138–142.
4. Самсонов, Г. В. Диффузионное насыщение углеродистых сталей титаном и бором / Г. В. Самсонов, В. П. Глухов // Защитные покрытия на металлах. – Киев: Наук. думка, 1970. – Вып. 3. – С. 101–108.
5. Боротитанирование железа / Г. В. Земсков [и др.] // Защитные покрытия на металлах. – Киев: Наук. думка, 1972. – Вып. 6. – С. 117–119.
6. Протасевич, В. Ф. Боротитанирование сталей в порошковых средах / В. Ф. Протасевич, Л. В. Кучеева, И. К. Шевчик // Металлургия. – Минск: Вышэйш. шк., 1987. – Вып. 21. – С. 105–107.

УДК 621.785.5

М. В. СИТКЕВИЧ, д-р техн. наук, **Е. М. СТАРОВОЙТОВА**,
Н. Н. КУЗМЕНКО (БНТУ)

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ БОРИРОВАНИЯ И БОРОСИЛИЦИРОВАНИЯ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ПАРАМЕТРАХ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ СВОЙСТВ СТАЛЕЙ

Практическую значимость представляют процессы комплексного диффузионного насыщения с использованием специальных смесей и обмазок, обеспечивающих химико-термическую обработку и защиту от окисления рабочих поверхностей крупногабаритных изделий в процессе высокотемпературных выдержек в нагревательном оборудовании, применяемом для общепринятой термической обработки [1]. Особый интерес представляют исследования про-

цессов комплексного насыщения стали бором совместно с кремнием, в результате осуществления которых можно в довольно широком диапазоне изменять соотношение высокотвердых боридных фаз и сравнительно мягких силицидных структурных составляющих, за счет чего особенно существенно повысить свойства диффузионных слоев по сравнению с борированными. Эксперименты [1] свидетельствуют о том, что введение в борирующую обмазку поставщиком атомов другого компонента приводит к изменению как химического, так и фазового состава диффузионных покрытий. Боросилицирование приводит к резкому снижению в диффузионном слое высокобористой фазы FeB, обладающей наибольшей хрупкостью, и появлению в нем силицидов.

В работе применялись образцы из сталей 45, У8. Насыщение образцов проводили в борирующих и боросилицирующих смесях и обмазках, в которых поставщиком активных атомов бора являлся карбид бора, поставщиком атомов кремния – пылевидный кварц, в качестве газогенирующего активатора использовался фтористый натрий. Насыщение проводили при температурах 900, 950, 1000 °С в течение 1–5 ч. При насыщении в течение 1 ч в борирующей смеси при 900 °С на сталях 45 и У8 формируются слои толщиной 70 и 60 мкм соответственно. При насыщении в течение 1 ч в борирующей обмазке формируются слои 60 и 50 мкм соответственно. Увеличение времени насыщения до 5 ч дает повышение толщины борированного слоя до 140 и 130 мкм при насыщении в смеси соответственно на сталях 45 и У8, а при ХТО в борирующей обмазке толщина слоя уменьшается до 130 и 120 мкм соответственно. Боросилицирование образцов сталей 45 и У8 при температуре 900 °С приводит к формированию диффузионных слоев, которые по толщине заметно меньше, чем борированные. По микроструктуре боросилицированные слои, полученные при 900 °С, похожи на борированные, они имеют игольчатое строение, но иглы несколько более узкие, чем в случае борирования, и между ними просматривается небольшая доля включений других фаз (рис. 1).

В отличие от борированных слоев в структуре боросилицированных слоев рентгеноструктурным анализом не обнаружена фаза FeB. Увеличение температуры боросилицирования не столь заметно влияет на толщину диффузионных слоев, как в случае борирования.

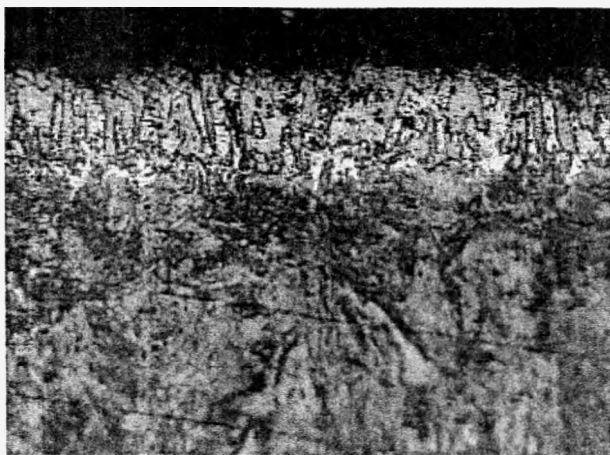


Рис. 1. Микроструктура стали 45 после боросилицирования при: $T = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$; $t = 4\text{ ч}$

Результаты исследований показывают, что если при температуре $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ за 4 ч на стали 45 образуются боросилицированные слои толщиной порядка 90 мкм , то при $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ за это время они равны 100 мкм , а при $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ – 130 мкм . На стали У8 толщина диффузионных слоев несколько меньше, чем на стали 45, но тоже с увеличением температуры от 900 до $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ резкого роста толщины боросилицированных слоев не наблюдается, что можно связать с изменением характера диффузионного насыщения двумя элементами (бором и кремнием) при увеличении температуры ХТО.

При увеличении температуры в поверхностный слой диффундирует наряду с бором повышенная доля атомов кремния, что приводит к появлению в структуре диффузионных слоев значительной доли силицидных фаз (рис. 2), причем такое строение присуще как после боросилицирования стали 45, так и стали У8.

Структурные изменения, имеющие место в результате борирования и боросилицирования при различных параметрах ХТО, существенно сказываются на показателях микротвердости и микрохрупкости диффузионных слоев.



Рис. 2. Микроструктура стали 45 после боросилицирования при: $T = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$; $t = 4\text{ ч}$

На рис. 3, 4 приведены результаты исследований микротвердости образцов сталей 45 и У8 после ХТО при температуре $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 4 ч.

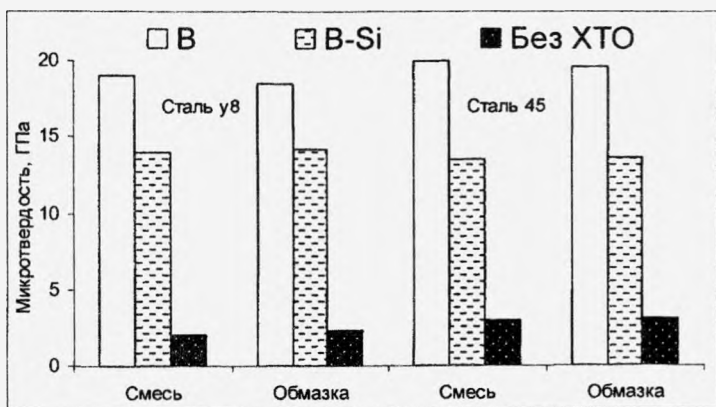


Рис. 3. Влияние ХТО на микротвердость поверхностных слоев, полученных при: $T = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 4\text{ ч}$

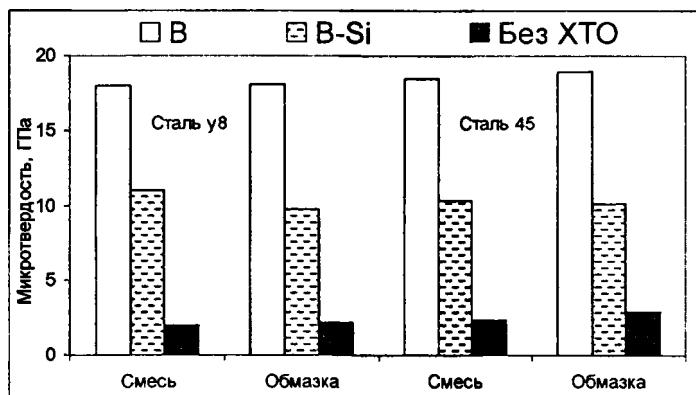


Рис. 4. Влияние ХТО на микротвердость поверхностных слоев, полученных при: $T = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 4\text{ ч}$

Наиболее высокие показатели микротвердости имеют место в случае борирования сталей 45 и У8. Причем высокая микротвердость поверхности (18–20 ГПа) отмечается как в случае борирования в обмазках, так и в порошковых смесях. Следует отметить, что такая твердость характерна находящейся вблизи поверхности фазе FeB, которая образуется в борированных слоях как при температуре $900\text{ }^{\circ}\text{C}$, так при более высоких температурах. Под слоем фазы FeB располагается зона фазы Fe_2B , твердость которой несколько ниже – на уровне 13–15 ГПа. В случае боросилицирования при температуре $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ микротвердость поверхности как раз и соответствует микротвердости фазы Fe_2B и находится на уровне 13 ГПа на образцах стали 45 и на уровне 14 ГПа – на стали У8. При этом ХТО как в обмазках, так и в порошковых смесях в негерметизируемых контейнерах дает практически аналогичные результаты.

Повышение температуры боросилицирования до $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$, как отмечалось выше, приводит к появлению в структуре диффузионного слоя значительной доли силицидных фаз (по данным рентгеноструктурного анализа наряду с Fe_2B присутствует α' -фаза (твердый раствор на базе соединения Fe_3Si), микротвердость которой заметно ниже, чем у фазы Fe_2B . Средняя микротвердость поверхности после боросилицирования при $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ находится на уровне 10–11 ГПа, что заметно ниже, чем в случае борирования (18–20 ГПа) и

боросилицирования при температуре 900 °С (13–14 ГПа), но значительно выше, чем твердость поверхности без ХТО – всего 2–2,5 ГПа.

Изменение структурного состояния боросилицированных слоев по сравнению с борированными очень заметно сказывается на их микрохрупкости. Определение микрохрупкости диффузионных слоев проводилось с использованием прибора ПМТ-3. Микрохрупкость оценивалась по напряжению скола σ диффузионно упрочненной поверхности (чем ниже напряжение скола, тем выше хрупкость), которое зависит от l (минимальное расстояние от центра отпечатка алмазной пирамиды до края образца при нагрузке P) [2]:

$$\sigma = 0,17P/2l^2 + lc,$$

где c – длина диагонали отпечатка алмазной пирамиды.

Так, наиболее твердая поверхностная зона из фазы FeB боридного слоя обладает и наиболее высокой хрупкостью (минимальный уровень напряжения скола). В случае боросилицирования при температуре 900 °С при снижении микротвердости всего на 20–25% (до уровня 13–14 ГПа, что характерно фазе Fe₂B) напряжение скола увеличивается в 3–3,5 раза (рис. 5), что свидетельствует о значительном повышении сопротивлению хрупкому разрушению диффузионно упрочненных поверхностей деталей при их работе в условиях динамических воздействий в процессе изнашивания.

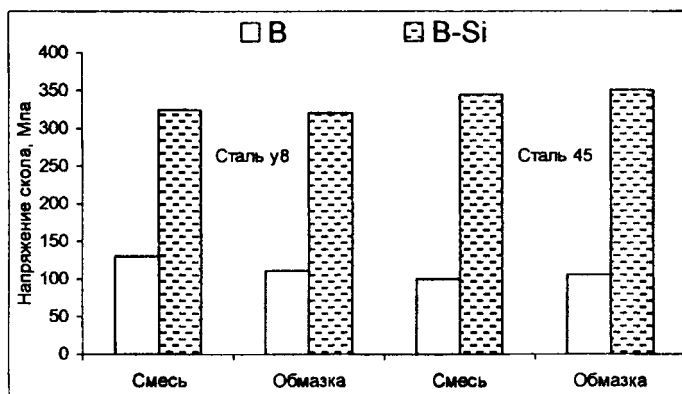


Рис. 5. Влияние ХТО на микрохрупкость поверхностных слоев, полученных при: $T = 900$ °С; $t = 4$ ч

Если получать боросилицированные детали при температуре ХТО 1000 °С, то при относительно высокой микротвердости (10–11 ГПа), сопротивление сколу увеличивается в 5–5,5 раза по сравнению с борированными слоями и примерно в 2,0 раза по сравнению с боросилицированными слоями, полученными при температуре 900 °С (рис. 6).

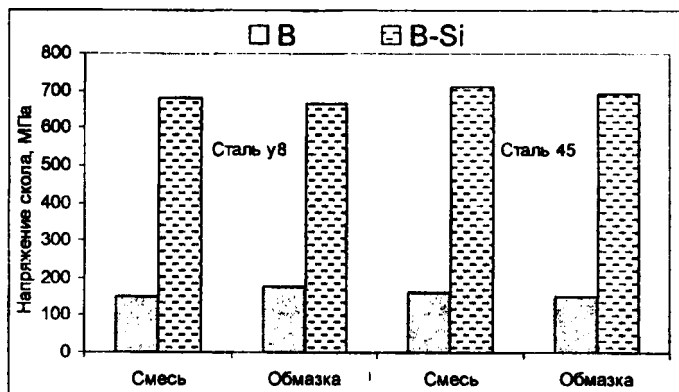


Рис. 6. Влияние ХТО на микрохрупкость поверхностных слоев, полученных при: $T = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 4\text{ ч}$

Таким образом, получая отличающиеся по структуре диффузионные слои с различным соотношением фаз FeB , Fe_2B , Fe_3Si , можно в значительной степени влиять на сопротивление хрупкому разрушению поверхностных слоев деталей, эксплуатирующихся в реальных условиях в парах трения при периодических или постоянных ударных воздействиях. Так, если процесс изнашивания протекает без когда-либо проявляющихся динамических воздействий, можно рекомендовать к применению процесс борирования – для мелкогабаритных деталей ХТО в порошковых смесях с использованием негерметизируемых контейнеров, для крупногабаритных деталей – в обмазках, которые наносятся только на изнашивающиеся поверхности деталей. Если изнашивание протекает в условиях сравнительно невысокого уровня периодически проявляющихся ударных воздействий, можно использовать процесс боросилицирования при темпе-

ратуре 900 °С. В случае, если в парах трения постоянно имеют место значительные динамические воздействия, во избежание скола диффузионно упрочненных поверхностей целесообразно получать боросилицированные слои, состоящие из конгломерата боридных и силицидных фаз. Такие диффузионные слои можно сформировать в случае боросилицирования в разработанных порошковых смесях и обмазках при температуре 1000 °С.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Ситкевич, М. В.* Совмещенные процессы химико-термической обработки с использованием обмазок / М. В. Ситкевич, Е. И. Бельский. – Мн.: Вышэйш. шк., 1987. – 156 с.
2. *Григоров, П. К.* Методика определения хрупкости борированного слоя / П. К. Григоров, А. И. Кахтанов // Повышение надежности и долговечности деталей машин. – Ростов на Дону, 1972. – Вып. 16. – С. 97–98.

УДК 621.074

И. В. ЗЕМСКОВ, канд. техн. наук, **И. К. ФИЛАНОВИЧ** (БНТУ)
А. М. БИБИКОВ (НПП «Самарские горизонты»)

СВОЙСТВА ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ ДЛЯ ЗАБОЙНЫХ ТЕЛЕМЕТРИЧЕСКИХ СИСТЕМ БУРОВОГО ОБОРУДОВАНИЯ

Эффективность поиска месторождения нефти и газа значительно возрастает при наклонном и горизонтальном бурении скважин, при котором используются забойные телеметрические системы, размещаемые внутри трубы. Как правило, нефтяные компании закупают импортное телеметрическое оборудование. В настоящее время идет разработка и поставка забойных телеметрических систем отечественного производства, для изготовления которых необходимы трубные заготовки из стали со специальными свойствами.

Выпускаемые металлургией специальные стали не удовлетворяют в полном объеме требуемым свойствам, поэтому в НПП «Самарские горизонты» с использованием компьютерной программы